

明細書

仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、Pbを含有することなく、被削性に優れた低炭素硫黄系快削鋼材およびその製造方法に関する。なお、ここで記載する鋼材とは、熱間圧延した鋼線材、鋼棒などを言う。

背景技術

[0002] 機械的性質をあまり重視せずに、被削性を重視した部品類で、切削によって多量に製作される主に小物部品であるネジ類、ニップル類などには、Sを多量に添加した低炭素硫黄系快削鋼が用いられる。更に優れた被削性を有する快削鋼として、Sに加えてPbを含有する複合快削鋼も広く使用されている。しかし、Pbは健康を害する有害物質であるので、快削鋼中のPb使用量の削減が要望されている。Teも使用されることがあるが、毒性が有ると同時に熱間加工性を阻害するので、低減が求められている。

[0003] 低炭素硫黄系快削鋼の被削性向上の検討は、これまで多くなされてきた。その多くは硫化物系介在物の数、サイズ、形態の制御に関するものである(特許文献1、2、3、4、5、6参照)。

[0004] また、硫化物系介在物のサイズ、形態の制御には、鋼材中の酸素量が重要であることが指摘されている(特許文献7参照)。そして、出鋼前の溶鋼中の酸素量の制御が重要であることも指摘されている(特許文献8参照)。

[0005] 更に、酸化物系介在物を規定したものも多数ある(特許文献9、10、11、12、13参照)。

[0006] 一方、介在物以外の組織・特性(マトリックス特性)も被削性に重要な影響を及ぼすが、これらに着目した技術は少ない。例えば、圧延方向に連続した縞状ペーライト組織を規定したもの(特許文献14参照)や、初析フェライト中の固溶C量を規定しているもの(特許文献15参照)がある程度である。

また、低炭素硫黄系快削鋼、S: 0. 16～0. 5wt%、N: 0. 003～0. 03wt%、酸

素: 100ppm以上300ppm以下を含有し、Nを従来の連続鋳造法による快削鋼よりも多く含有させることにより、切削中に工具面に生成する構成刃先量を抑制することができ、被削性を造塊材と同等以上にした例もある(特許文献16参照)。

特許文献1:特許1605766号公報(特許請求の範囲)

特許文献2:特許1907099号公報(特許請求の範囲)

特許文献3:特許2129869号公報(特許請求の範囲)

特許文献4:特開平9-157791号公報(特許請求の範囲)

特許文献5:特開平11-293391号公報(特許請求の範囲)

特許文献6:特開2003-253390号公報(特許請求の範囲)

特許文献7:特開平9-31522号公報(特許請求の範囲)

特許文献8:特開昭56-105460号公報(特許請求の範囲)

特許文献9:特許1605766号公報(特許請求の範囲)

特許文献10:特許1907099号(特公平4-54736号)公報(特許請求の範囲)

特許文献11:特許2922105号公報(特許請求の範囲)

特許文献12:特開平9-71838号公報(特許請求の範囲)

特許文献13:特開平10-158781号公報(特許請求の範囲)

特許文献14:特許2125814号(特公平1-11069号)公報(特許請求の範囲)

特許文献15:特許2740982号公報(特許請求の範囲)

特許文献16:特許2129869号(特公平8-949号)公報(特許請求の範囲)

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0007] 上記各公報に開示された各技術は、快削鋼の被削性の向上に重要なものであるが、特に、フォーミング加工における仕上面粗さの点で、未だ十分な被削性が得られていない。

[0008] 例えば、前記特許文献8に開示の技術においては、鋼中の介在物について、長径 $5\mu\text{m}$ 以上、短径 $2\mu\text{m}$ 以上、長径/短径比が5以下のMnSを全MnS系介在物の50%以上で、酸化物系介在物中の Al_2O_3 の含有率を平均15%以下と規定している。しかし、Pb、BiおよびTeの合計量を0.2%以上含有することを必須としており、こ

これらの元素の添加なくしては十分な被削性が得られていない。

[0009] また、前記特許文献7や8にしても、硫化物系介在物のサイズ、形態の制御のために、鋼材や溶鋼中の酸素量を制御しているものの、実際の酸素量は100～500ppm レベルと高い。このような高い酸素レベルでは、被削性に有害な酸化物系介在物の発生が多くなるだけでなく、表面疵発生の原因となるプローホールの生成も起こりやすくなる。

[0010] 本発明は、かかる問題に鑑みなされたもので、毒性のあるPbや、Bi、Teなどの特殊元素を添加しない場合であっても、特に仕上面粗さが優れた被削性を有する低炭素硫黄系快削鋼材およびその好適な製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0011] この目的を達成するために、本発明の仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材の要旨は、質量%で、C:0. 02～0. 12%、Si:0. 01%以下、Mn:1. 0～2. 0%、P:0. 05～0. 20%、S:0. 30～0. 60%、N:0. 007～0. 03%、を含み、かつ、MnとSの含有量が、 $Mn \times S: 0.40 \sim 1.2$ 、 $Mn/S \geq 3.0$ の関係を各々を満たし、残部Feおよび不可避的不純物からなり、金属組織がフェライト・ペーライト組織からなる鋼材であって、この鋼材の直径をd(mm)とするとき、鋼材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 \times \log d$ 以上であり、かつ、前記金属組織における初析フェライトの硬度がHV133～150とすることである。

[0012] また、この目的を達成するための、本発明の仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材の別の要旨は、質量%で、C:0. 02～0. 12%、Si:0. 01%以下、Mn:1. 0～2. 0%、P:0. 05～0. 20%、S:0. 30～0. 60%、N:0. 007～0. 03%、を含み、かつ、MnとSの含有量が、 $Mn \times S: 0.40 \sim 1.2$ 、 $Mn/S \geq 3.0$ の関係を各々を満たし、残部Feおよび不可避的不純物からなり、金属組織がフェライト・ペーライト組織からなる鋼材であって、この鋼材の直径をd(mm)とするとき、鋼材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 \times \log d$ 以上であり、かつ、変形速度0. 3mm/minの圧縮試験により得られた、歪みが0. 3の時の変形抵抗の、200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が110MPa以上、200MPa以下とすることである。

[0013] また、この仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材の好適な製造方法の要旨は、

上記成分を有する鋼を鋳造する際、鋳造前の溶鋼中のフリー酸素(Of)を30ppm以上、100ppm未満とするとともに、OfとSとの比Of/Sを0.005～0.030と制御することである。

発明の効果

[0014] 快削鋼材の仕上面粗さは、構成刃先の生成、大きさ、形状および均一性に大きく依存する。構成刃先は、被削材の一部が工具面上に付着し、あたかも、工具の一部として振る舞う現象であり、被削材の特に初期の仕上面粗さを低下させる。この構成刃先は、ある一定条件でのみしか生成しないが、一般的に、業界における快削鋼材の切削条件は、構成刃先が生成する上記条件であることが多い。

[0015] しかし、一方では、構成刃先は、工具の刃先を保護して、工具寿命を向上させる効果もある。したがって、総合的に見て、構成刃先を無くす(生成を抑制する)ことは得策ではなく、構成刃先を安定的に生成させ、大きさや形状を均一化させることが重要なとなる。

[0016] このため、本発明では、MnS介在物の大型球状化、固溶Nの増大によって、構成刃先を安定的に生成させるとともに、大きさや形状を均一化させる。そして更に、前記フェライト・パーライト複合組織からなる鋼の金属組織における初析フェライトの硬度を制御して、構成刃先を安定的に生成させるとともに、大きさや形状を均一化させることが大きな特徴である。

[0017] また、本発明では、この初析フェライトの硬度制御に代えて、鋼材の圧縮試験による、高温温度の変形抵抗と、室温温度の変形抵抗との差を適切な範囲として、上記初析フェライトの硬度制御の場合と同様に、構成刃先を安定化させることも大きな特徴である。

[0018] これらの手段によって、本発明では、特に、鋼材のフォーミング加工における仕上面粗さを向上させることができる。

図面の簡単な説明

[0019] [図1]本発明におけるMnとSとの含有量の関係を示す説明図である。

[図2]鋼材の変形抵抗の圧縮試験温度による変化を示す説明図である。

[図3]鋼材の圧縮試験における、歪みと室温25℃から200℃での変形抵抗の差の関

係を示す説明図である。

発明を実施するための最良の形態

[0020] (鋼材組織)

本発明の低炭素硫黄系快削鋼材は、被削性を向上させるために、前提として、フェライトとパーライトとの複合組織とする。その上で、フォーミング加工における仕上面粗さを向上させるために、本発明では、先ず、この複合金属組織における初析フェライトの硬度をHV133～150の範囲、好ましくはHV135～145の範囲、に制御する。

[0021] これによって、切削加工における、快削鋼材の被削中の加工硬化を小さくして、構成刃先を安定的に生成させ、大きさや形状を均一化させて、特に、フォーミング加工における仕上面粗さを向上させることができる。構成刃先の安定性に影響する要因として、快削鋼材の被削中における加工硬化の影響が大きい。そして、被削中におけるこの加工硬化の量を小さくすれば、構成刃先を安定的に生成させることができる。したがって、上記初析フェライトの硬度規定は、被削中における快削鋼材の加工硬化の量を小さくする、あるいは加工硬化の量を最適範囲に小さくする規定と言える。

[0022] 初析フェライトの硬度がHV150、より厳しくはHV145を超えた場合、快削鋼材の加工硬化の量も小さくなるが、初析フェライトが硬くなり過ぎ、切削抵抗が高くなり、工具の磨耗を促進する。この結果、工具寿命とともに、仕上面粗さも低下する。

[0023] 一方、初析フェライトの硬度がHV133、より厳しくはHV135未満であれば、初析フェライトが柔らかくなり過ぎ、快削鋼材の被削中における加工硬化が著しく大きくなる。この結果、構成刃先の生成が不安定になり、大きさや形状が不均一になって、仕上面粗さが著しく低下する。

[0024] この初析フェライトの硬度制御によって、冷間引抜き後の被削性も向上する。このため、快削鋼材の切削加工前に通常施される、冷間引き抜きや冷間伸線の減面率を下げても、言い換えると、これらの冷間加工の加工率によらず、同一の被削性が得られる利点もある。従来のこれらの冷間加工は、快削鋼材の形状や寸法精度の向上のために行なわれるが、被削性向上のためにも行なわれる。ただ、この被削性向上のためには、ある程度大きな減面率が必要であり、これが、本来の冷間加工の目的である形状や寸法精度を、逆に阻害する面もあり、冷間加工の作業性や効率も低下させて

いた。したがって、本発明によって、本来の冷間加工の目的である形状や寸法精度向上のためにのみ、冷間加工を実施することができる利点は大きい。更に、冷間加工の減面率によらず、また、冷間加工の減面率を下げても、同一の被削性が得られる利点も大きい。

[0025] 初析フェライトの硬度測定は、試料の金属組織をエッチングで出した後に、荷重が5kg以下の市販の微小なビックカース硬さ計を用いて、鋼組織内の初析フェライトの部分だけの硬度を計測して行なうことができる。ただ、この際、鋼材微小部分の測定となるので、鋼材全体のばらつきを考量して、鋼材の長さ方向や、径(厚み)方向に、合計15箇所程度の複数箇所の測定を行ない、その平均を初析フェライトの硬度とする。この測定箇所は15箇所以上でも勿論良い。また、微小な初析フェライト部分の測定となるので、測定データの中に、測定データのレベルから考慮して、特に硬度が極端に高い、あるいは極端に低い硬度値が出る可能性もある。このような場合は、それらの値を除外して平均値化することが好ましい。

[0026] 初析フェライトの硬度制御は、後述するP、N、あるいは更にCu、Niなどの特定元素の組み合わせによる固溶強化、そして、後述する熱間圧延温度、熱間圧延後の冷却速度などの製造条件との組み合わせで行なう。通常、固溶強化元素としては、上記元素の他に、Si、Mn、Crなどがあるが、本発明では、各々後述する理由で、これらの元素は使用しない。

[0027] (圧縮試験)

構成刃先を安定的に生成させるためには、以上説明した初析フェライトの硬度を規定したり、また、初析フェライトの硬度を直接測定せずとも、鋼材の圧縮試験による変形抵抗を制御することによっても達成できる。言い換えると、鋼材の圧縮試験による変形抵抗によっても、初析フェライトの硬度と同様に、構成刃先生成の安定性を評価することができる。

[0028] 前記した通り、構成刃先は、被削中に被削材の材質が工具面上に付着し、それが、あたかも工具の一部として、切削に寄与する。構成刃先は、被削材によって形成されるので、切削中に成長と脱落を繰り返す。したがって、工具の場所によって、構成刃先の大きさが変化することがあり、それによって、快削鋼材の仕上面粗さが影響を

受ける。構成刃先は、切り屑と構成刃先との界面で、局所的に大きな塑性変形を受けることで、切り屑が生成される。この塑性変形を受ける場所がばらつくと、構成刃先が大きくなったり小さくなったりする変動を受ける。したがって、構成刃先の安定化には、この塑性変形の集中する箇所を、構成刃先と切り屑との界面に一定に集中させ、塑性変形の集中する箇所が、他の箇所に変動しないようにすることが望ましい。

[0029] 構成刃先の中には温度分布があるが、前記塑性変形の集中度合いを示す指標として、鋼材の圧縮試験による、高温温度の変形抵抗と、室温温度の変形抵抗との差がある。この温度による変形抵抗の差を適切な範囲とすると、初析フェライトの硬度制御の場合と同様に、前記塑性変形の集中する箇所を、構成刃先と切り屑との界面に一定に集中させることができ、構成刃先を安定化させることができる。この温度による変形抵抗の差が、本発明で規定する圧縮試験による200°Cと25°Cとの変形抵抗の差である。より具体的には、変形速度0.3mm/minの圧縮試験により得られた、歪みが0.3の時の変形抵抗の、200°Cと25°Cとの変形抵抗の差である。本発明では、圧縮試験による200°Cと25°Cとの変形抵抗の差を110MPa以上、200MPa以下とする。

[0030] 前記した200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が110MPa未満であれば、前記した初析フェライトが柔らかくなり過ぎ、快削鋼材の被削中における加工硬化が著しく大きくなるため、塑性変形の集中する箇所が、構成刃先と切り屑との界面で集中し難く、変動する。このため、構成刃先が不安定となり、大きさや形状が不均一になって、仕上面粗さが著しく低下する。

[0031] 一方、前記した200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が200MPaを超えて、前記初析フェライトが硬くなり過ぎており、切削抵抗が高くなり、工具の磨耗を促進する。この結果、工具寿命とともに、仕上面粗さも低下する。

[0032] 鋼材の圧縮試験による室温25°Cから200°Cでの変形抵抗の差を、このように最適化することにより、前記初析フェライトの硬度制御と同様に、構成刃先を安定的に生成させることができる。

[0033] 図2に、鋼材の変形抵抗の、圧縮試験温度による変化を示す。図中、黒三角印が、後述する実施例3における発明例52、黒四角印が後述する実施例3における比較

例38である。この図2は変形速度0.3mm/minの圧縮試験により得られた、歪みが0.3の時の変形抵抗を示す。

[0034] 図2から分かる通り、発明例は、比較例に比して、各温度での変形抵抗が高い。発明例、比較例ともに、室温25°Cから変形抵抗が上昇し、200°Cでの変形抵抗が最大となる傾向を示し、それより高温となるほど、変形抵抗が著しく低下する。

[0035] 同一鋼材において、この変形抵抗が上昇する領域である、室温25°Cと、200°Cとの変形抵抗の差が、前記塑性変形の集中する箇所の集中度と、構成刃先安定化に大きく影響する。したがって、本発明では、この室温25°Cから200°Cでの変形抵抗の差により、被削性を規定する。

[0036] この室温25°Cから200°Cでの変形抵抗の差は、前記した初析フェライトの硬度の規定による鋼材の被削性評価と良く対応する。言い換えると、圧縮試験による200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が110MPa以上、200MPa以下の範囲と、複合金属組織における初析フェライトの硬度がHV133～150の範囲とは、重複乃至良く対応していると言える。

[0037] なお、圧縮試験における歪みが大きいほど、室温25°Cから200°Cでの変形抵抗の差が顕著となる。図3に、各々歪みが0.1、0.2、0.3の時の、上記発明例と比較例との室温25°Cから200°Cでの変形抵抗の差を示す。図中、白い棒グラフが比較例、斜線を入れた棒グラフが発明例である。図3から、歪みが大きいほど、室温25°Cから200°Cでの変形抵抗の差が顕著となることが分かる。ただ、圧縮試験における歪みを0.3以上に大きくしても、歪みが0.3の場合と室温25°Cから200°Cでの変形抵抗の差に大差は無いので、圧縮試験における歪み条件は0.3とした。

[0038] 本発明で規定する、前記圧縮試験により得られた、歪みが0.3の時の変形抵抗の、200°Cと25°Cとの変形抵抗の差は、初析フェライトの硬度制御と同様に制御可能である。即ち、後述するP、N、あるいは更にCu、Niなどの特定元素の組み合わせによる固溶強化、そして、後述する熱間圧延温度、熱間圧延後の冷却速度などの製造条件とを組み合わせて行なう。

[0039] (鋼材の組成)
本発明の低炭素硫黄系快削鋼材の組成(単位:質量%)について、各元素の限定

理由を含めて、以下に説明する。

[0040] 本発明快削鋼材は、前記した通り、機械的性質をあまり重視せずに、被削性を重視した部品類で、切削によって多量に製作される、主に小物部品であるネジ類、ニップル類などを適用対象とする。ただ、これら適用対象(用途)に要求される被削性以外の、ある程度の強度などの特性や、線材や棒鋼などの鋼材製造時の加工性などを具備することが必要である。また、この鋼材製造において、後述する製造条件と合わせて、前記フェライト・パーライト複合組織とするためにも、化学成分組成は重要となる。

[0041] したがって、本発明鋼材の基本的な化学成分組成は、上記組織条件や諸特性を具備するために、質量%で、C:0. 02～0. 12%、Si:0. 01%以下、Mn:1. 0～2. 0%、P:0. 05～0. 20%、S:0. 30～0. 60%、N:0. 007～0. 03%、を含み、かつ、MnとSの含有量が、 $Mn \times S (=Mn \times S) : 0. 40 \sim 1. 2$ 、 $Mn / S \geq 3. 0$ の関係を各々を満たし、残部Feおよび不可避的不純物からなるものとする。

[0042] そして、必要により、上記成分組成において、更に、不純物として規制すべき元素として、Cr:0. 04%以下、およびTi、Nb、V、Al、Zrを総量で0. 020%以下に規制する。

[0043] また、必要により、上記成分組成に、更に、Cu:0. 30%超、1. 0%以下、Ni:0. 2%超、1. 0%以下の1種または2種を選択的に含有させる。

[0044] C:0. 02～0. 12%。

Cは、鋼の強度を確保し、前記初析フェライトの硬度や圧縮試験による200°Cと25°Cとの変形抵抗の差を確保するために含有する。C含有量が0. 02%未満では鋼の強度や前記初析フェライトの硬度が不足する。と同時に、韌性・延性が過剰となり、被削性も低下する。一方、C含有量が0. 12%を超えると、強度や前記初析フェライトの硬度が過度に高くなり、被削性が却って低下する。このため、Cの下限を0. 02%、好ましくは0. 03%とし、その上限を0. 12%、好ましくは0. 07%とする。

[0045] Mn:1. 0～2. 0%。

Mnは鋼中のSと結合してMnSの硫化物を形成し、被削性を向上させる。また、Fe S生成による赤熱脆性を抑制する。これらの効果を発揮させるために、Mnの下限を1. 0%とする。しかし、Mnは脱酸効果があるため、2. 0%を超えて含有した場合、鑄

造前の溶鋼中のフリー酸素(Of)を脱酸し、MnSの大型球状化に必要なOf量を不足させる。また、強度が過剰に上昇し、却って被削性が低下する。したがって、Mnの上限を2.0%とし、更に、後述するSとの関係で、更に含有量を規定して、上記脱酸効果を発揮させないようにして、専らMnSの硫化物形成に寄与させるようにする。

[0046] P:0.05～0.20%。

Pは、固溶強化によって、初析フェライトの硬度をHV133～150の範囲に制御したり、圧縮試験による200°Cと25°Cとの変形抵抗の差を制御して、被削性を向上させるために重要な元素である。即ち、本発明では、Pの固溶強化と後述するNの固溶強化、あるいは選択的に含有するCu、Niの固溶強化との組み合わせによって、後述する熱間圧延温度、熱間圧延後の冷却速度などを組み合わせて行なうことで、初析フェライトの硬度や圧縮試験による200°Cと25°Cとの変形抵抗の差を上記範囲に制御できる。この効果を発揮させるためには、Pの0.05%以上の含有が必要である。一方、Pを0.20%を超えて含有しても効果は飽和するので、0.20%を上限とする。

[0047] S:0.30～0.60%。

SはMnと硫化物を形成して被削性を向上させる元素であり、0.30%未満ではかかる効果が過少である。一方、0.60%を超えて含有すると熱間加工性の低下が懸念される。このため、下限を0.30%、好ましくは0.35%とし、一方その上限を0.60%、好ましくは0.50%とする。

[0048] このSは、Mnとの関係で、MnとSの含有量が、 $Mn * S (=Mn \times S) : 0.40 \sim 1.2$ 、 $Mn/S \geq 3.0$ の関係を各々を満たすようにする。図1に、本発明におけるMnとSとの含有量の関係を示す。図1において、横軸はMn含有量(%)、縦軸はSの含有量(%)であって、左下から右上に立ち上がる直線が $Mn/S = 3.0$ のMn/Sの下限を、右下から左上に立ち上がる複数の曲線が各々 $Mn * S$ を示す。 $Mn * S$ の曲線は、図の左側から、 $Mn * S = 0.40$ 、 $Mn * S = 0.45$ 、 $Mn * S = 0.5$ 、 $Mn * S = 0.8$ 、 $Mn * S = 1.0$ 、 $Mn * S = 1.2$ の曲線を各々示す。

[0049] 図1において、 $Mn/S \geq 3.0$ の関係は、 $Mn/S = 3.0$ の直線よりも下側の領域を示す。また、 $Mn * S$ が0.40以上の領域は、 $Mn * S = 0.40$ の曲線の上側領域、 $Mn * S$ が1.2以下の領域は、 $Mn * S = 1.2$ 曲線の下側領域を各々示す。したがつ

て、本発明において、MnとSの含有量が、各々の含有量範囲と、 $Mn * S: 0.40 \sim 1.2$ 、 $Mn/S \geq 3.0$ の関係を全て満たす範囲とは、斜線内で示す範囲である。ここで、前記 $Mn * S = 0.45$ と $Mn * S = 0.5$ は各々好ましい乃至より好ましい $Mn * S$ の下限を示し、 $Mn * S = 1.0$ と $Mn * S = 0.8$ は各々好ましい乃至より好ましい $Mn * S$ の上限を示す。

[0050] MnとSの含有量が、 $Mn * S: 0.40 \sim 1.2$ の範囲、好ましくは $0.45 \sim 1.0$ 、より好ましくは $0.5 \sim 0.8$ を、各上限を超えて外れた場合、S量が多くなりすぎ、MnSの形態制御に必要なフリー酸素量が減少する。このため被削性が低下する。一方、前記各下限未満に外れた場合、MnSの絶対量が減って被削性が低下するか、あるいは、フリー酸素量が増加して、ブローホール生成の危険性が増す。

[0051] Mn/Sが3.0未満であれば、FeSが生成して、熱間圧延などの加工性が低下して、鋼材の製造自体が困難となる。

[0052] Si: 0.01%以下。

Siは脱酸効果があるため、铸造前の溶鋼中のフリー酸素(Of)を脱酸し、MnSの大型球状化に必要なOf量を不足させる。この影響は、Siを0.01%を超えて含有すると顕著であり、また、0.01%を超えて含有すると硬質の酸化物が生成し、被削性が極端に低下するようになる。このため、Siは0.01%以下に止める。

[0053] N: 0.007~0.02%。

Nは、前記Pと同様、固溶強化によって、初析フェライトの硬度をHV133~150の範囲に制御するために重要な元素である。また、Nは、固溶強化によって、鋼材の動的歪時効を顕著にし、構成刃先生成を安定化させる重要な効果もある。鋼材の動的歪時効は、構成刃先生成を安定化させる効果があり、鋼材の動的歪時効が顕著になれば、構成刃先が安定的に生成し、大きさや形状が均一化する。また、鋼材の動的歪時効が顕著になれば、圧縮試験による200°Cと25°Cとの変形抵抗の差を大きくして、上記規定範囲内に制御できる効果もある。更に、Nは、被削性、特に表面粗さを改善する効果がある。

[0054] これらの効果を発揮するためには、Nを0.007%以上含有させることが必要であり、0.007%未満ではこれらの効果が過少である。一方、Nを0.02%を超えて含有し

ても、初析フェライトの硬度が高くなり過ぎたり、熱間圧延などの加工性が低下する。このため、Nは、下限を0.007%、上限を0.02%とする。

[0055] 固溶窒素。

これらの窒素の効果、特に、鋼材の動的歪時効を大きくするためには、上記Nの総量と共に、鋼材の固溶窒素(固溶N)を70ppm以上とすることが好ましい。上記Nの総量が多くても、固溶窒素が70ppm未満では、鋼材の動的歪時効が大きくならず、圧縮試験による200°Cと25°Cとの変形抵抗の差を大きくできない可能性がある。

[0056] 鋼材の固溶窒素量を増すためには、後述する通り、Ti、Nb、V、Al、Zrなどの窒化物生成元素を低下させる。また、最終熱間加工(熱間圧延、熱間鍛造)時の、加熱温度を高温化したり、その後の冷却速度を速めることが有効である。

[0057] 鋼材の固溶窒素量は、下記式の通り、不活性ガス融解熱伝導度法により、鋼材のNの総量(トータル窒素)を求め、これから、鋼材から電解抽出してインドフェニール吸光光度法により定量化される化合物型窒素(析出窒素)の含有量を差し引いて求める。固溶窒素量(ppm) = トータル窒素量 - 化合物型窒素量。

[0058] 酸素。

本発明では、上記成分を有する鋼を鋳造する際には、鋳造前の溶鋼中のフリー酸素(OF)を30ppm以上、100ppm未満とするとともに、OFとSとの比OF/Sを0.005～0.030と制御する。本発明で言うMnSには、MnSに代表されるSを主とした化合物のほか、酸素が固溶される、あるいは酸化物と複合化したMnSも含まれる。したがって、MnSに固溶するか複合化する酸素は、MnSのサイズや形態に大きな影響を及ぼす。そして、これらのMnSは鋳造前の溶鋼中で生成する。この点、酸素量は、製品鋼材の段階で規定しても意味はなく、鋳造前の溶鋼中の段階で、かつ、フリー酸素の量で制御する必要がある。即ち、MnSの形態は、鋳造前の溶鋼中のOF量で定まり、鋳造前の溶鋼中のOFを上記範囲とすることで、MnSを大型球状化でき、被削性が向上する。

[0059] 鋼造前の溶鋼中のOFが30ppm未満およびOF/Sが0.005未満では、MnSを大型球状化できず、被削性が向上しない。一方、鋳造前の溶鋼中のOFが100ppmを超える、およびOF/Sが0.030を超えた場合には、OFが増して、プローホール生成

の危険性が増す。

[0060] この溶鋼中のOfの制御は、MnS量の制御、AlやSiなどの強脱酸元素量の制御、スラグカバーの組成制御、あるいはFeOの強制添加後平衡状態に達する前に铸造する、などの手段を適宜選択あるいは組み合わせて行なう。

[0061] この溶鋼中のOfの測定は、酸素濃淡電池と温度センサーである熱電対から構成される、市販の浸漬式消耗型の溶鋼酸素センサーを用いて、起電力を測定し、演算器で酸素濃度に換算してフリー酸素を測定する。これら起電力の測定および演算には、YAMARI-ELECTRONITE CO., LTD HY-OP DIGITAL INDICATOR MODEL を用いた。

[0062] CrおよびTi、Nb、V、Al、Zr。

Cr、Ti、Nb、V、Al、Zrは、被削性に有効な、前記固溶Nを固着して窒化物を生成してしまう。したがって、これらの元素は固溶Nの量を減少させて、被削性を低下させる。Crを0.04%を超えて含有した場合や、Ti、Nb、V、Al、Zrを総量で0.020%を超えて含有した場合に、特にその悪影響は顕著となる。したがって、本発明ではこれらの元素をできるだけ少なくすることが好ましい。このために、Crを好ましくは0.04%以下、より好ましくは0.02%以下に規制する。また、Ti、Nb、V、Al、Zrを、これらの元素の総量で、好ましくは0.020%以下、より好ましくは0.015%以下、更により好ましくは0.010%以下に規制する。

[0063] Cu、Ni。

Cu、Niは、フェライト中に固溶して、フェライトを強化するので、初析フェライトの硬度をHV133～150の範囲と制御するために有効である。したがって、前記したNとともに用いることができる。この効果を発揮するため、Cu、Niの1種または2種を選択的に含有させる場合には、Cu:0.30%超、1.0%以下、Ni:0.20%超、1.0%以下とする。Cuが0.30%以下、またNiが0.20%以下ではこれらの効果が無く、Cuが1.0%超、またNi:1.0%超では、効果が飽和する。

[0064] MnSの形態。

次に、鋼材中のMnS(硫化物系介在物)の形態について詳細に説明する。MnSの量、分布は、上記した通り、組成、溶解・铸造条件によってほぼ決まるが、その形態は

鋳造後の熱間圧延、熱間鍛造の工程でも変化する。MnSの形態が大型の球形であるほど、圧延、鍛造時に展伸しにくく、加工後においても大きな幅の形態を備える。MnSの幅は、熱間圧延された鋼材あるいはその後に伸線などの冷間加工した鋼材においても被削性に大きな影響を与え、一般的には幅が大きいほど被削性は向上する。もつとも、鋼材の径によって必要とされる平均幅は異なる。例えば、同じ体積、個数、形態(幅)のMnSが鋼材中に存在する場合には、径が小さい方が被削性は良好であり、径が大きいほど被削性は低下する。ここで形態に着目すれば、径が大きくとも、十分な幅のMnSとすることによって、被削性を改善することができる。

[0065] 被削性に及ぼすMnSの平均幅と鋼材の径(直径)との関係において、必要となる平均幅は、鋼材の直径をd(圧延後の線材、棒鋼)としたとき、 $2.8 * \log d (= 2.8 \times \log d)$ 以上であることとする。MnSの最大幅がこれ未満であると、被削性が低下する。

[0066] 前記した通り、本発明で言うMnSには、MnSに代表されるSを主とした化合物のほか、酸素が固溶される、あるいは酸化物と複合化したMnSも含まれる。これら硫化物も被削性改善において同効である。個々のMnSの最大幅は、100倍の倍率での光学顕微鏡観察結果を画像解析することによって求めるが、観察位置は重要であり、以下の領域を観察する。被削性に最も重要な部分は、鋼材外周表面から深さ0.1mmの位置から深さd/8までの領域であるので、この領域を観察する。観察に際しては圧延方向と平行な面で、測定領域面積は6mm²以上とする。また、鋼材外周表面を研磨のままで観察すればよく、鋼材外周表面のエッティングを行う必要はない。なお、長径1μm未満のMnSは除外して最大幅の測定解析を行う。これは、長径1μm未満のMnSは測定誤差が大きいことと、被削性への影響が小さいためである。

[0067] なお、前記特許文献10には、MnSの規定要素の一つとして短径2μm以上と規定されているが、鋼材の直径の大小に関わらず、同一の規定とすると、鋼材径が大きい場合には、MnSの最大幅も大きくしないと被削性向上効果が望めない。

[0068] (製造方法)
本発明鋼材の好ましい製造条件について以下に説明する。

[0069] 先ず、本発明では、上記成分を有する鋼を溶製、鋳造する際には、MnSを大型球

状化させ、被削性を向上させるために、前記した通り、铸造前の溶鋼中のフリー酸素(OF)を30ppm以上、100ppm未満とするとともに、OFとSとの比OF/Sを0.005～0.030と制御する。

[0070] 次に、鋼片(铸片)の熱間圧延の際に、前記したMnSの最大幅の制御のためには、熱間圧延の際の鋼片加熱温度を、少なくとも1000°C以上とすることが好ましく、より好ましくは1040°C以上にするのがよい。この鋼片の加熱温度はビレットが加熱炉を出た段階で測定される。

[0071] また、本発明の低炭素硫黄系快削鋼材を、被削性向上のために、フェライトとパーライトとの複合組織とし、その上で、初析フェライトの硬度をHV133～150の範囲に制御するためには、その後の熱間圧延温度を、フェライト域、あるいは、フェライト・オーステナイト域とすることが有効である。

[0072] そして、初析フェライトの硬度をHV133～150の範囲に制御したり、圧縮試験による200°Cと25°Cとの変形抵抗の差を前記規定範囲とするためには、熱間圧延後の冷却速度の制御が重要である。熱間圧延後のステルモアラインの衝風冷却や、水冷、ミストなどの加速冷却は、初析フェライトの硬度を増すために有効である。本発明では、更に、フェライト変態直後からの冷却速度を速めることで、基本的な組織形態である、フェライトとパーライトとの複合組織を変化させずに、初析フェライトの硬度のみを上昇させることができる。また、これによって、圧縮試験による200°Cと25°Cとの変形抵抗の差を前記規定範囲とすることができます。

[0073] この熱間圧延後の冷却速度について、熱間圧延した鋼線材をステルモアラインで冷却する際に、ステルモアラインに実質的に載置した直後から少なくとも500°Cまでの平均冷却速度V(°C/s)を1.0°C/s以上で風冷することが好ましい。「実質的に載置」とは、風冷設備がある最初の個所での載置を意味する。ステルモアコンベアにて冷却される場合の線材の冷却速度は、厳密には線材コイルの疎部と密部によって異なるが、これらの冷却速度の平均の冷却速度を意味する。

[0074] 热間圧延後の線材や棒鋼は、必要により、伸線や引き抜きなどの冷間加工を施されたのち、機械加工を含めて、製品とされる。

実施例 1

[0075] 以下に本発明の実施例を説明する。実施例1、2として、先ず、初析フェライトの硬度を制御して、鋼線の被削性向上効果を確認した。

[0076] 上記した成分組成、熱間圧延条件を種々変えた鋼線を実機にて得て、この鋼線の被削性などを各々評価した。即ち、下記表1、2(表2は表1の続き)に示す1ー14の各組成の低炭素鋼片を鋳造凝固時の冷却速度を20°C/Sとして溶製した。表2には、鋳造前の溶鋼中の、Of量とOf/Sの値も示す。

[0077] そして、下記表3に示す条件で、これらの鋼片を加熱、熱間圧延して、鋼線材を製造し、表3に示す各線径の鋼線を得た。なお、表3に示す圧延後の冷却速度は、圧延パターンCの場合を除き、仕上げ圧延後、ステルモアコンベア上に鋼線材が載置されてから衝風冷却を開始して、500°Cまで冷却した場合の、平均冷却速度を示す。表3に*印で示す圧延パターンCの場合は、600°Cまでを平均冷却速度0.8°C/sで冷却後、600°C以下を2.5°C/sで加速冷却したものである。これら熱間圧延後の冷却速度は、コイル状線材のリングピッチの制御や、徐冷カバーの使用、風冷の際の風量、風向き、などを組み合わせて、適宜制御した。

[0078] 以上の製造された鋼線材のMnSの平均幅と、MnSの平均幅の鋼材の径(直径d)との関係(2.8 * log d)、初析フェライトの硬度(HV)を表3に示す。これらは各々前記した方法で測定した。また、製造された鋼線材の組織観察を行なったところ、全てフェライト・ペーライト組織であった。

[0079] また、製造された鋼線材の被削性試験を行った。被削性試験は、スケールを切削あるいはセンターレスグラインディングなどで除去した線材を、その軸心回りに回転するように旋盤に固定し、この線材に対してハイス工具(SKH4)を垂直に送り込んでフォーミングした後、切削後の仕上げ面粗さを測定した。フォーミングの条件は、切削速度92m/min、工具送り速度0.03mm/rev、切り込み1.0mmとした。なお、仕上げ面粗さは、JIS B0601に規定された表面粗さ測定法により測定した際の中心線平均粗さRa(μm)とした。

[0080] 表1ー3から明らかな通り、発明例2ー11、14の鋼線材は、各々表1の鋼2ー3、6が本発明化学成分組成範囲内からなり、かつ、MnとSの含有量が、Mn * S:0.40ー1.2、Mn/S≥3.0の関係を各々を満たしている。また、鋳造前の溶鋼中のOfが3

0ppm以上、100ppm未満の範囲、Of/Sが0.005～0.030の範囲に制御されている。そして、圧延条件も各々前記した好ましい範囲内である。

[0081] この結果、鋼線材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 以上であり、かつ、金属組織における初析フェライトの硬度がHV133～150の範囲である。このため、仕上面粗さRaが $33.6\mu\text{m}$ 以下($27.9\sim33.6\mu\text{m}$)である。この仕上面粗さは、同様に、硫化物系介在物の数、サイズ、形態を制御した、前記特許文献6の仕上面粗さ例、 $34.8\sim40.3\mu\text{m}$ に比しても、優れていることが分かる。

[0082] これに対して、各比較例1、12、15、19～22は、仕上面粗さRaが $37.5\sim48.2\mu\text{m}$ レベルであり、発明例に比して、著しく被削性が劣る。また、比較例13、16～18は、圧延時に割れが発生したため、鋼線材自体が得られなかった。

[0083] 例えば、比較例1は、表1の鋼1の、Mn*Sが下限0.40を低めに外れている。比較例12は、表2の鋼4の、鋳造前の溶鋼中のOfが下限30ppm未満と低めに外れ、Of/Sも下限0.005未満と低めに外れている。このため、MnSの平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 未満と低めに外れている。

比較例15は、表2の鋼7の、鋳造前の溶鋼中のOfが下限30ppm未満と低めに外れている。このため、MnSの平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 未満と低めに外れている。

比較例19は、表1の鋼11のMn量が2.2%と上限2.0%を超えて高過ぎる。また、表2の鋼11の、鋳造前の溶鋼中のOfやOf/Sも下限より低めに外れている。

比較例20は、表1の鋼12のS量が0.28%と下限0.3%未満と低めに外れている。このため、MnSの平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 未満と低めに外れている。

比較例21、22は、表1の鋼13、14のN量が下限0.007%未満に低めに外れている。このため、初析フェライトの硬度がHV133未満と低めに外れている。

[0084] 以上の結果から、本発明要件の臨界的な意義が分かる。

[0085] [表1]

No.	鋼の化学成分 (質量%、残部はFe及び不純物)													
	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Ni	Ti	Al	V	Nb	Zr
1	0.05	0.005	1.2	0.08	0.33	0.008	0.03	0.05	0.02	0.001	0.006	0.001	0.001	0.010
2	0.04	0.005	1.5	0.07	0.4	0.008	0.02	0.03	0.01	0.001	0.003	0.001	0.001	0.007
3	0.06	0.005	1.8	0.08	0.5	0.011	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.008
4	0.07	0.005	1.9	0.08	0.55	0.008	0.03	0.03	0.01	0.001	0.001	0.003	0.001	0.007
5	0.08	0.005	1.3	0.07	0.45	0.007	0.04	0.04	0.02	0.002	0.001	0.002	0.001	0.007
6	0.05	0.006	1.5	0.07	0.4	0.009	0.03	0.03	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.008
7	0.04	0.005	1.8	0.08	0.55	0.015	0.02	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.008
8	0.06	0.005	1.1	0.08	0.38	0.014	0.01	0.03	0.02	0.002	0.001	0.004	0.001	0.009
9	0.08	0.005	1.5	0.08	0.52	0.009	0.02	0.03	0.01	0.001	0.001	0.003	0.001	0.007
10	0.07	0.005	0.8	0.08	0.35	0.011	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.008
11	0.08	0.007	2.2	0.08	0.56	0.008	0.02	0.02	0.02	0.001	0.001	0.003	0.001	0.007
12	0.08	0.005	1.1	0.08	0.28	0.007	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.008
13	0.07	0.007	1.3	0.08	0.38	0.004	0.03	0.03	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.008
14	0.05	0.005	1.5	0.07	0.45	0.005	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.008

[0086] [表2]

(表1の続き)

No.	鋼の化学成分 (質量%)			
	O/F	O/F/S	Mn/S	Mn*S
1	0.0053	0.0161	3.6364	0.396
2	0.0048	0.012	3.75	0.6
3	0.0036	0.0072	3.6	0.9
4	0.0026	0.0047	3.4545	1.045
5	0.0052	0.0116	2.8889	0.585
6	0.0065	0.0163	3.75	0.6
7	0.0028	0.0051	3.2727	0.99
8	0.0065	0.0171	2.8947	0.418
9	0.0039	0.0075	2.8846	0.78
10	0.0105	0.03	2.2857	0.28
11	0.0019	0.0034	3.9286	1.232
12	0.007	0.025	3.9286	0.308
13	0.0063	0.0166	3.4211	0.494
14	0.0048	0.0107	3.3333	0.675

[0087] [表3]

No.	鋼 No. 表 1	熱間圧延条件				鋼線			被削性		備 考	区分
		加熱 温度 (°C)	仕上 圧延 温度 (°C)	冷却 速度 °C/min	圧延 パターン	線径 (mm)	2.8* $\log d$	MnS	平均幅 (μ m)	切削 フライ 硬さ (HV)	仕上面 粗さRa (μ m)	
1	1	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.82	132	37.5		比較例
2	2	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.72	134	33.6		発明例
3	2	1010	855	1.8	B	6.2	2.21	2.39	136	30.2		発明例
4	2	1010	855	1.8	B	10.0	2.80	3.15	137	29.7		発明例
5	2	1010	855	1.8	B	8.0	2.53	2.73	135	30.1		発明例
6	2	1005	860	*	C	8.0	2.53	2.79	140	28.6		発明例
7	2	1020	705	1.3	D	8.0	2.53	2.71	142	27.9		発明例
8	3	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.56	135	34.9		発明例
9	3	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.59	137	33.6		比較例
10	3	1005	860	*	C	8.0	2.53	2.57	142	30.1		比較例
11	3	1020	705	1.3	D	8.0	2.53	2.61	144	29.8		比較例
12	4	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.03	134	42.6		比較例
13	5	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.83	135	—	圧延割れ発生	比較例
14	6	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.91	135	32.5		比較例
15	7	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.22	138	33.9		比較例
16	8	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.83	135	—	圧延割れ発生	比較例
17	9	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.29	135	—	圧延割れ発生	比較例
18	10	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.84	132	—	圧延割れ発生	比較例
19	11	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	1.85	138	47.0		比較例
20	12	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.85	135	46.3		比較例
21	13	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.89	129	48.2		比較例
22	14	1010	850	0.8	A	8.0	2.53	2.93	127	47.6		比較例

*600°Cまで0.8 °C/sで冷却後、2.5 °C/sで加速冷却

実施例 2

[0088] 次に、表4、5(表5は表4の続き)に示した15~26の各組成の低炭素鋼片を実施例1と同様に溶製した。表5には、鋳造前の溶鋼中の、Of量とOf/Sの値も示す。なお、熱間圧延条件は実施例1の表3におけるBのパターンとした。これら実機にて得た鋼線の被削性などを各々実施例1と同様に評価した。

[0089] 製造された鋼線材の線径、MnSの平均幅と、MnSの平均幅の鋼材の径(直径d)との関係($2.8 * \log d$)、初析フェライトの硬度(HV)を表6に示す。また、製造された鋼線材の被削性試験による仕上げ面粗さも表6に示す。なお、製造された鋼線材の組織観察を行なったところ、全てフェライト・ペーライト組織であった。

[0090] 表4～6から明らかな通り、発明例23～26、31～34、36の鋼線材は各々表1の鋼15～18、23～26が本発明化学成分組成範囲内からなり、かつ、MnとSの含有量が、 $Mn * S : 0.40 \sim 1.2$ 、 $Mn / S \geq 3.0$ の関係を各々を満たしている。また、鋳造前の溶鋼中のOfが30ppm以上、100ppm未満の範囲、Of/Sが0.005～0.030の範囲に制御されている。そして、圧延条件も各々前記した好ましい範囲内である。

[0091] この結果、鋼線材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 以上であり、かつ、金属組織における初析フェライトの硬度がHV133～150の範囲である。このため、仕上面粗さRaが $37.6 \mu m$ 以下($30.9 \sim 37.6 \mu m$)である。

[0092] これに対して、各比較例27～30は、仕上面粗さRaが $43.6 \sim 48.3 \mu m$ レベルであり、発明例に比して、著しく被削性が劣る。

[0093] 例えれば、比較例27は、表4の鋼19のTi、Nb、V、Al、Zrの総量が上限0.020%を超えている。

比較例28は、表4の鋼20のNが下限0.007%を低めに外れている。

比較例29は、表4の鋼21のN含有量が、上限0.035%を高めに外れるために、切削後の表面品質が低下し、仕上面粗さRaが測定できなかった。

比較例30は、初析フェライトの硬度が上限に外れている。

[0094] 以上の結果から、本発明要件の臨界的な意義が分かる。

[0095] [表4]

No.	鋼の化学成分 (質量%、残部はFe及び不純物)													
	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Ni	Ti	Al	V	Nb	Zr
15	0.05	0.005	1.2	0.08	0.35	0.012	0.03	0.03	0.02	0.001	0.001	0.007	0.001	0.001
16	0.05	0.006	1.15	0.07	0.36	0.010	0.03	0.02	0.02	0.001	0.001	0.005	0.001	0.009
17	0.04	0.005	1.2	0.08	0.35	0.012	0.05	0.03	0.01	0.002	0.001	0.011	0.001	0.016
18	0.05	0.006	1.3	0.08	0.35	0.010	0.015	0.02	0.02	0.001	0.001	0.002	0.001	0.006
19	0.05	0.006	1.2	0.08	0.34	0.010	0.025	0.01	0.02	0.005	0.002	0.015	0.002	0.026
20	0.04	0.006	1.15	0.07	0.35	0.005	0.01	0.03	0.01	0.001	0.001	0.008	0.001	0.012
21	0.04	0.005	1.2	0.08	0.34	0.035	0.015	0.02	0.01	0.001	0.001	0.008	0.001	0.012
22	0.05	0.005	1.5	0.07	0.45	0.011	0.025	0.02	0.02	0.002	0.001	0.005	0.001	0.010
23	0.05	0.004	1.2	0.15	0.35	0.012	0.03	0.03	0.01	0.002	0.001	0.005	0.001	0.010
24	0.05	0.007	1.15	0.08	0.35	0.012	0.025	0.35	0.01	0.002	0.001	0.005	0.001	0.010
25	0.05	0.006	1.2	0.09	0.36	0.018	0.025	0.03	0.40	0.001	0.001	0.006	0.001	0.010
26	0.05	0.005	1.2	0.07	0.34	0.009	0.03	0.36	0.26	0.002	0.001	0.005	0.001	0.010

[0096] [表5]

(表4の続き)

No.	鋼の化学成分 (質量%)			
	O/F	O/S	Mn/S	Mn*S
15	0.0056	0.016	3.4286	0.42
16	0.0057	0.0158	3.1944	0.414
17	0.0065	0.0186	3.4286	0.42
18	0.0061	0.0174	3.7143	0.455
19	0.0056	0.0165	3.5294	0.408
20	0.0057	0.0163	3.2857	0.4025
21	0.0058	0.0171	3.5294	0.408
22	0.0048	0.0101	3.3333	0.675
23	0.0059	0.0169	3.4286	0.42
24	0.0068	0.0194	3.2857	0.4025
25	0.0056	0.0156	3.3333	0.432
26	0.0055	0.0162	3.5294	0.408

[0097] [表6]

No.	鋼 No.	熱間 圧延 条件 ハサード	表 4	鋼線		被削性 初折 フエライト 硬さ (HV)	備 考	区分		
				線径 (mm)	MnS 2.8* log D	平均幅 (μ m)				
23	15	B	8.0	2.53	2.78	132	34.1	発明例		
24	16	B	8.0	2.53	2.77	135	31.6	発明例		
25	17	B	6.2	2.21	2.85	132	37.6	発明例		
26	18	B	10.0	2.80	2.88	138	32.8	発明例		
27	19	B	8.0	2.53	2.74	127	48.3	比較例		
28	20	B	8.0	2.53	2.72	127	47.3	比較例		
29	21	B	8.0	2.53	2.75	128	—	比較例		
30	22	B	8.0	2.53	2.68	152	43.6	比較例		
31	23	B	8.0	2.53	2.77	136	35.2	発明例		
32	24	B	8.0	2.53	2.96	140	31.6	発明例		
33	25	B	8.0	2.53	2.73	139	30.9	発明例		
34	26	B	8.0	2.53	2.75	142	31.9	発明例		

実施例 3

[0098] 以下に、鋼材の圧縮試験による、高温温度の変形抵抗と、室温温度の変形抵抗との差を制御して、鋼線の被削性向上効果を確認した。

[0099] 下記表7、8(表8は表7の続き)に示す27~41の各組成の低炭素鋼片を実施例1と同じ条件で溶製した。表8には、铸造前の溶鋼中の、Of量とOf/Sの値も示す。この低炭素鋼片を、表9に示す加熱温度、仕上げ圧延温度、冷却速度で、熱間圧延した鋼線(線径8.0mm)を実機にて得て、この鋼線の被削性などを各々評価した。

[0100] なお、表9に示す圧延後の冷却速度は、圧延パターンCの場合を除き、仕上げ圧延後、ステルモアコンベア上に鋼線材が載置されてから衝風冷却を開始して、500°Cまで冷却した場合の、平均冷却速度を示す。表9に示す圧延パターンCの場合は、600°Cまでを平均冷却速度0.8°C/sで冷却後、600°C以下を2.5°C/sで室温まで加速冷却したものである。これら熱間圧延後の冷却速度は、コイル状線材のリングピッチの制御や、徐冷カバーの使用、風冷の際の風量、風向き、などを組み合わせて、適宜制御した。

[0101] 以上の製造された鋼線材のMnSの平均幅と、MnSの平均幅の鋼材の径(直径d)との関係($2.8 * \log d$)、圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差、および固溶N量を表10に示す。なお、製造された鋼線材は、組織観察の結果、全てフェライト・パーライト組織であった。

[0102] 変形抵抗は、径8mm、高さ12mmの円柱状の鋼線材試験片を、室温状態である25°Cと、200°Cに加熱した状態で圧縮試験を行なった。そして、圧縮試験は、鋼線材試験片と圧縮治具との間に超硬材を挟み、摩擦を抑制して行い、鋼線材試験片の圧縮の際の変形速度は0.3mm/minとして、歪みが0.3の時の変形抵抗を、上記温度で各々求めた。

[0103] また、鋼線材のMnSの平均幅および固溶N量は前記した方法で測定した。

[0104] これら製造された鋼線材の被削性評価も、実施例1と同じ試験条件にて、仕上げ面粗さを測定して行った。これらの結果も表10に示す。

[0105] 表7、8の鋼41は本発明化学成分組成範囲内からなり、かつ、MnとSの含有量が、Mn * S:0.40～1.2、Mn/S \geq 3.0の関係を各々を満たしている。また、铸造前の溶鋼中のOfが30ppm以上、100ppm未満の範囲、Of/Sが0.005～0.030の範囲に制御されている。

[0106] 表10から明らかな通り、この鋼41を用いた鋼線材の内、発明例49、51、52は、圧延条件も各々表9の好ましい圧延冷却条件内(B、C、E)であり、固溶Nも好ましい70ppm以上である。この結果、これら発明例は、鋼線材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 以上であり、かつ、上記圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が110MPa以上、200MPa以下の本発明規定内であり、仕上面

粗さRaが27. 6～31. 5 μm 程度である。

[0107] また、発明例49、51、52の初析フェライトの硬度は、HV136～142であり、本発明の初析フェライトの硬度規定にも対応している。

[0108] これに対して、同じ鋼41を用いた比較例50は、圧延条件が表9のAであり、冷却速度が遅過ぎる。このため、固溶Nは63ppmと少なく、鋼線材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 以上であるにもかかわらず、上記圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が103と下限を下回っている。この結果、比較例50は仕上面粗さRaが36. 8程度と、上記発明例49、51、52に比して、被削性が劣っている。

[0109] 比較例35は、圧延条件は表9の好ましい圧延冷却条件内Bであるのもかかわらず、用いた鋼27のMn*Sが表8の通り、下限0. 40を低めに外れている。また、固溶Nが52ppmと少ない。このため、上記圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が95と下限を下回っている。この結果、比較例35は仕上面粗さRaが38. 9程度と、上記発明例に比して、被削性が劣っている。

[0110] 発明例36は、用いた鋼28が本発明化学成分組成範囲内からなり、圧延条件も表9の好ましい圧延冷却条件Bであり、固溶Nも好ましい70ppm以上である。このため、鋼線材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 以上であり、かつ、上記圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が110MPa以上、200MPa以下の本発明規定内である。この結果、仕上面粗さRaが33. 6 μm 程度と被削性に優れている。

[0111] 比較例37は、表8の通り、用いた鋼29が铸造前の溶鋼中のOfが下限30ppmを低めに外れ、Of/Sが下限0. 005を低めに外れている。このため、圧延条件は表9の好ましい圧延冷却条件内Bであるのもかかわらず、鋼線材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 未満であり、固溶Nが60ppmと少ない。このため、上記圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が102と下限を下回っている。この結果、比較例35は仕上面粗さRaが42. 6程度と、上記発明例に比して、被削性が劣っている。

[0112] 比較例38は、表7、8の通り、用いた鋼30が本発明化学成分組成範囲内からなり、

圧延条件も表9の好ましい圧延冷却条件Bであるが、固溶Nが67ppmと少ない。このため、上記圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が108と下限を下回っている。この結果、比較例35は仕上面粗さRaが38.7程度と、上記発明例に比して、被削性が劣っている。

[0113] 比較例39は、表8の通り、用いた鋼31の鋳造前の溶鋼中のOfが下限30ppmを低めに外れ、Of/Sが下限0.005を低めに外れている。このため、圧延条件は表9の好ましい圧延冷却条件内Bであるのもかかわらず、鋼線材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 * \log d$ 未満である。このため、あるのもかかわらず、仕上面粗さRaが39.2程度と、上記発明例に比して、被削性が劣っている。

[0114] 比較例40は、表8の通り、用いた鋼32のMn/Sが下限3.0を低めに外れている。このため、圧延条件は表9の好ましい圧延冷却条件内Bであるにもかかわらず、圧延で割れが生じ、仕上面粗さRaなどの評価ができなかった。

[0115] 比較例41は、表8の通り、用いた鋼33のMn/Sが下限3.0を低めに外れている。このため、圧延条件は表9の好ましい圧延冷却条件内Bであるにもかかわらず、圧延で割れが生じ、仕上面粗さRaなどの評価ができなかった。

[0116] 比較例42は、表7の通り、用いた鋼34のMnが表7の通り、下限1.0%を低めに外れている。このため、圧延条件は表9の好ましい圧延冷却条件内Bであるにもかかわらず、圧延で割れが生じ、仕上面粗さRaなどの評価ができなかった。

[0117] 比較例43は、表7の通り、用いた鋼35のMnが表7の通り、上限2.0%を超えて高過ぎる。また、表8の通り、鋳造前の溶鋼中のOfが下限30ppmを低めに外れ、Of/Sが下限0.005を低めに外れている。このため、圧延条件は表9の好ましい圧延冷却条件内Bであるが、鋼線材中の硫化物系介在物の平均幅、固溶N、上記圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が各々低過ぎ、仕上面粗さRaが47.0程度と、上記発明例に比して、被削性が劣っている。

[0118] 比較例44は、表7の通り、用いた鋼36のS量が0.28%と下限0.3%を低めに外れている。このため、表8の通り、Mn*Sが下限0.40%を低めに外れている。したがって、圧延条件は表9の好ましい圧延冷却条件内Bであるが、鋼線材中の固溶N、上記圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が各々低過ぎ、仕上面粗

さRaが46.3程度と、上記発明例に比して、被削性が劣っている。

[0119] 比較例45は、表7の通り、用いた鋼37のN量が下限0.007%未満に低めに外れている。このため、圧延条件は表9の好ましい圧延冷却条件内Bであるが、鋼線材中の固溶N、上記圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が各々低過ぎ、仕上面粗さRaが48.2程度と、上記発明例に比して、被削性が劣っている。

[0120] 比較例46、47、48は、表8の通り、用いた鋼38、39、40の鋳造前の溶鋼中のOf、Of/Sが、各上限を超えている。このため、圧延条件は表9の好ましい圧延冷却条件内Bであるが、鋼線材中の固溶N、上記圧縮試験により得られた200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が各々低過ぎ、仕上面粗さRaが36.8～48.7程度と、上記発明例に比して、被削性が劣っている。

[0121] また、これら比較例の初析フェライトの硬度は、本発明で規定するHV133～150の範囲を全て外れており、前記した発明例の初析フェライトの硬度が範囲内であることと合わせて、この室温25°Cから200°Cでの変形抵抗の差の規定と重複乃至良く対応していると言える。以上の結果から、本発明要件の臨界的な意義が分かる。

[0122] [表7]

鋼の化学成分 (質量%、残部はFe及び不純物)

No.	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Ni	Ti	Al	V	Nb	Zr	Ti、Al V、Nb Zr総量
	0.05	0.005	1.2	0.08	0.33	0.008	0.03	0.05	0.02	0.001	0.001	0.006	0.001	0.001	0.010
27	0.05	0.005	1.2	0.08	0.33	0.008	0.03	0.05	0.02	0.001	0.001	0.006	0.001	0.001	0.008
28	0.06	0.005	1.8	0.08	0.5	0.011	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.007
29	0.07	0.005	1.9	0.08	0.55	0.008	0.03	0.03	0.01	0.001	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
30	0.05	0.006	1.5	0.07	0.4	0.007	0.03	0.03	0.01	0.003	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
31	0.04	0.005	1.8	0.08	0.55	0.015	0.02	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
32	0.06	0.005	1.1	0.08	0.38	0.014	0.01	0.03	0.02	0.002	0.001	0.004	0.001	0.001	0.009
33	0.08	0.005	1.5	0.08	0.52	0.009	0.02	0.03	0.01	0.001	0.001	0.003	0.001	0.001	0.007
34	0.07	0.005	0.8	0.08	0.35	0.011	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
35	0.08	0.007	2.2	0.08	0.56	0.008	0.02	0.02	0.02	0.001	0.001	0.003	0.001	0.001	0.007
36	0.08	0.005	1.1	0.08	0.28	0.007	0.03	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
37	0.07	0.007	1.3	0.08	0.38	0.004	0.03	0.03	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008
38	0.05	0.005	1.2	0.08	0.35	0.012	0.03	0.03	0.02	0.001	0.001	0.007	0.001	0.001	0.011
39	0.05	0.006	1.2	0.07	0.36	0.010	0.03	0.02	0.02	0.001	0.001	0.005	0.001	0.001	0.009
40	0.04	0.005	1.2	0.08	0.35	0.012	0.05	0.03	0.01	0.002	0.001	0.011	0.001	0.001	0.016
41	0.07	0.005	1.8	0.08	0.49	0.012	0.02	0.02	0.01	0.002	0.001	0.003	0.001	0.001	0.008

[0123] [表8]

(表7の続き)

No.	鋼の化学成分 (質量%)			
	0f	0f/S	Mn/S	Mn*S
27	0.0053	0.01606	3.636	0.396
28	0.0042	0.00840	3.600	0.900
29	0.0026	0.00473	3.455	1.045
30	0.0063	0.01575	3.750	0.600
31	0.0028	0.00509	3.273	0.990
32	0.0065	0.01711	2.895	0.418
33	0.0039	0.00750	2.885	0.780
34	0.0105	0.03000	2.286	0.280
35	0.0019	0.00339	3.929	1.232
36	0.007	0.02500	3.929	0.308
37	0.0063	0.01658	3.421	0.494
38	0.016	0.04571	3.429	0.420
39	0.0158	0.04398	3.194	0.414
40	0.0186	0.05306	3.429	0.420
41	0.0036	0.00735	3.673	0.882

[0124] [表9]

圧延 引張り-γ	熱間圧延条件			区分
	加熱 温度 (°C)	仕上 圧延 温度 (°C)	冷却速度 (°C/min)	
A	1010	850	0.8	比較例
B	1010	855	1.8	発明例
C	1005	860	600°Cまで0.8 °C/sで冷却後、 2.5 °C/sで加速冷却	発明例
E	1150	855	1.8	発明例

[0125] [表10]

No.	鋼 No.	表 7, 8	圧延 バターン 表9	線径 (mm)	鋼線		被削性 区分	
					MnS	平均幅 (μ m)	圧縮試験 変形抵抗 の差 (MPa)	固溶塩素 (ppm)
35	27	B	8.0	2.80	2.53	2.53	95	52
36	28	B	8.0	2.80	2.53	2.59	125	87
37	29	B	8.0	2.80	2.53	2.03	102	60
38	30	B	8.0	2.80	2.53	2.91	93	53
39	31	B	8.0	2.80	2.53	2.22	113	103
40	32	B	8.0	2.80	2.53	2.83	125	115
41	33	B	8.0	2.80	2.53	2.29	111	70
42	34	B	8.0	2.80	2.53	2.84	124	88
43	35	B	8.0	2.80	2.53	1.85	99	60
44	36	B	8.0	2.80	2.53	2.85	87	48
45	37	B	8.0	2.80	2.53	2.89	65	18
46	38	B	8.0	2.80	2.53	2.78	78	49
47	39	B	8.0	2.80	2.53	2.77	72	34
48	40	B	8.0	2.80	2.53	2.85	59	8
49	41	B	8.0	2.80	2.53	2.86	115	72
50	41	A	8.0	2.80	2.53	2.92	103	63
51	41	C	8.0	2.80	2.53	3.01	116	76
52	41	E	8.0	2.80	2.53	3.09	133	78.0

産業上の利用可能性

[0126] 以上説明したように、本発明によれば、毒性のあるPbや、Bi、Teなどの特殊元素を添加しない場合であっても、特に仕上面粗さが優れた被削性を有する低炭素硫黄系快削鋼材およびその好適な製造方法を提供することができる。このため、本発明鋼材は、被削性を重視した部品類で、切削によって多量に製作される主に小物部品であるネジ類、ニップル類などに有用である。

請求の範囲

[1] 質量%で、C:0. 02～0. 12%、Si:0. 01%以下、Mn:1. 0～2. 0%、P:0. 05～0. 20%、S:0. 30～0. 60%、N:0. 007～0. 03%、を含み、かつ、MnとSの含有量が、 $Mn \times S: 0.40 \sim 1.2$ 、 $Mn/S \geq 3.0$ の関係を各々を満たし、残部Feおよび不可避的不純物からなり、金属組織がフェライト・パーライト組織からなる鋼材であって、この鋼材の直径をd(mm)とするとき、鋼材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 \times \log d$ 以上であり、かつ、前記金属組織における初析フェライトの硬度がHV133～150であることを特徴とする、仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材。

[2] 質量%で、C:0. 02～0. 12%、Si:0. 01%以下、Mn:1. 0～2. 0%、P:0. 05～0. 20%、S:0. 30～0. 60%、N:0. 007～0. 03%、を含み、かつ、MnとSの含有量が、 $Mn \times S: 0.40 \sim 1.2$ 、 $Mn/S \geq 3.0$ の関係を各々を満たし、残部Feおよび不可避的不純物からなり、金属組織がフェライト・パーライト組織からなる鋼材であって、この鋼材の直径をd(mm)とするとき、鋼材中の硫化物系介在物の平均幅(μm)が $2.8 \times \log d$ 以上であり、かつ、変形速度0. 3mm/minの圧縮試験により得られた、歪みが0. 3の時の変形抵抗の、200°Cと25°Cとの変形抵抗の差が110MPa以上、200MPa以下であることを特徴とする、仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材。

[3] 前記鋼材の固溶窒素が70ppm以上である請求項1または2に記載の仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材。

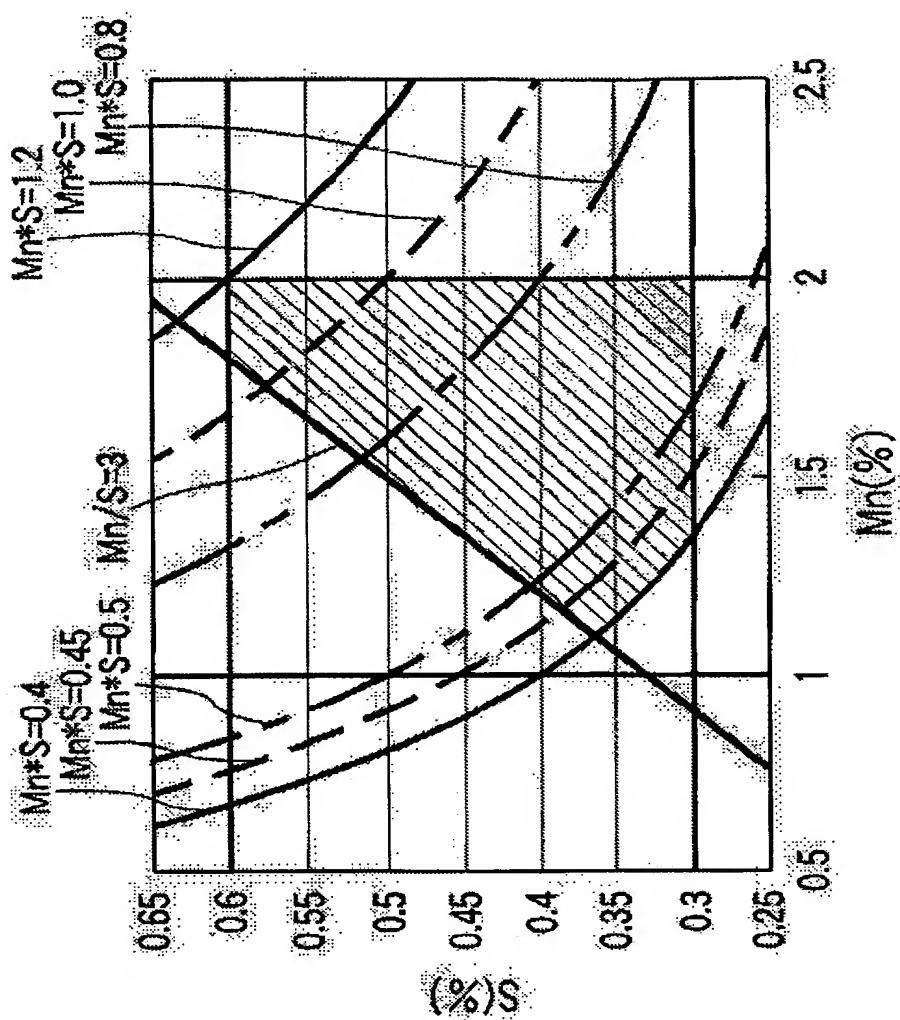
[4] 前記鋼材が、Cr:0. 04%以下、およびTi、Nb、V、Al、Zrを総量で0. 020%以下に規制した請求項1乃至3のいずれか1項に記載の仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材。

[5] 前記鋼材が、更に、Cu:0. 30%超、1. 0%以下、Ni:0. 20%超、1. 0%以下の1種または2種を含有する請求項1乃至4のいずれか1項に記載の仕上面粗さに優れた低炭素複合快削鋼材。

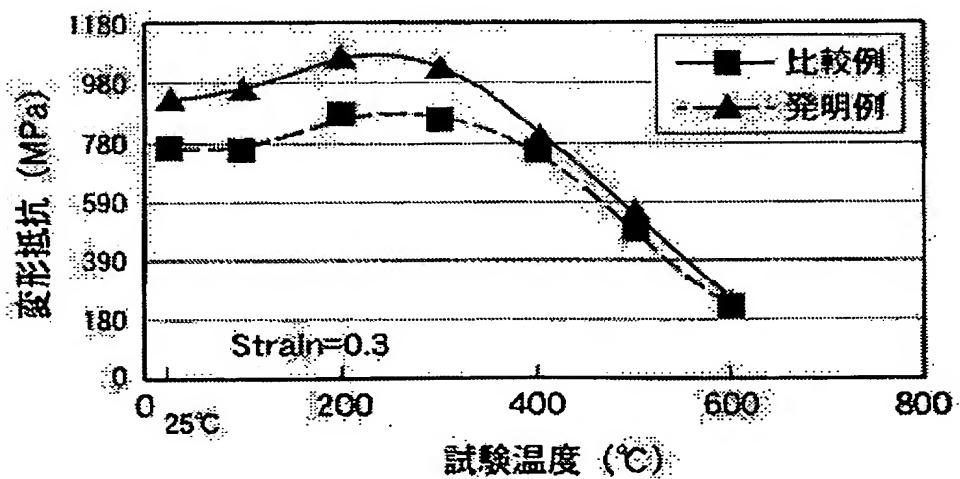
[6] 請求項1乃至5のいずれかに記載の成分を有する鋼を鋳造する際、鋳造前の溶鋼中のフリー酸素(OF)を30ppm以上、100ppm未満とするとともに、OFとSとの比OF/Sを0. 005～0. 030と制御することを特徴とする仕上面粗さに優れた低炭素複合

快削鋼材の製造方法。

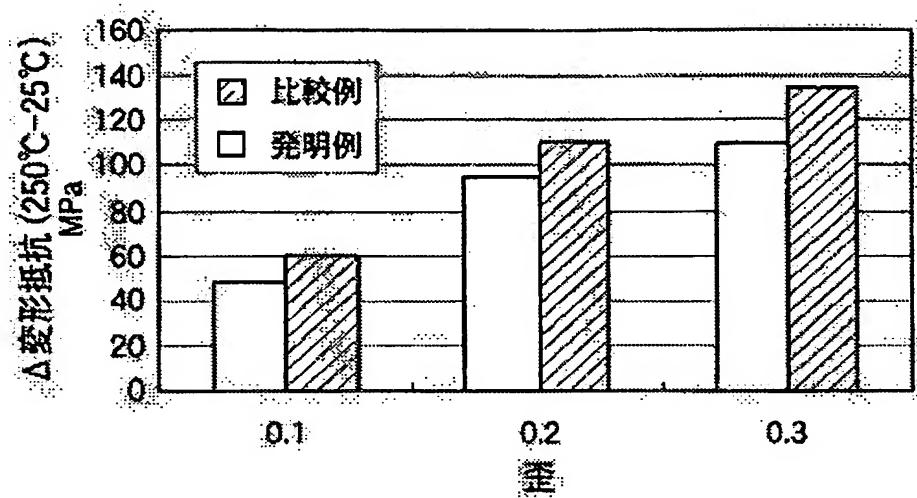
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/017600

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-38/60

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2001-207240 A (Kobe Steel, Ltd.), 31 July, 2001 (31.07.01), Claims; column 2, line 33 to column 6, line 40; tables 1A7, D4 & US 6635129 B1 21 October, 2003 (21.10.03), Claims; column 4, line 66 to column 7, line 5; tables 1A7, D4 & KR 2001-51588 A	1-6
Y	JP 2003-253390 A (Kobe Steel, Ltd.), 10 September, 2003 (10.09.03), Claims (Family: none)	1-5

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"B" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search
07 February, 2005 (07.02.05)Date of mailing of the international search report
22 February, 2005 (22.02.05)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/017600

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 10-211506 A (Nippon Steel Corp.), 11 August, 1998 (11.08.98), Claims (Family: none)	6
A	JP 56-105460 A (Nippon Steel Corp.), 21 August, 1981 (21.08.81), Claims; table 1-B	1-6

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int. C17 C22C38/00

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int. C17 C22C38/00-38/60

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2004年
 日本国登録実用新案公報 1994-2004年
 日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	JP 2001-207240 A(株式会社神戸製鋼所) 2001.07.31 特許請求の範囲 第2欄第33行-第6欄第40行 表1A7, D4&US 6635129 B1 2003.10.21 特許請求の範囲 第4欄第66行-第7欄第5行 表1A7, D4&KR 2001-51588 A	1-6
Y	JP 2003-253390 A(株式会社神戸製鋼所) 2003.09.10 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-5
Y	JP 10-211506 A(新日本製鐵株式会社) 1998.08.11 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	6
A	JP 56-105460 A(新日本製鐵株式会社) 1981.08.21 特許請求の範囲 第1表B(ファミリーなし)	1-6

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

07.02.2005

国際調査報告の発送日

22.2.2005

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

小川 武

4K 9270

電話番号 03-3581-1101 内線 3435